

(19)日本国特許庁 (JP)

(12)公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-129285

(P 2 0 0 2 - 1 2 9 2 8 5 A)

(43)公開日 平成14年5月9日(2002.5.9)

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	マークド (参考)
C22C 38/00	301	C22C 38/00	301 W 4K032
C21D 8/02		C21D 8/02	A 4K037
9/46		9/46	T
C22C 38/06		C22C 38/06	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全11頁)

(21)出願番号 特願2000-330190(P 2000-330190)

(22)出願日 平成12年10月30日(2000.10.30)

(71)出願人 000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 横井 龍雄
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 高橋 学
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74)代理人 100074790
弁理士 椎名 強

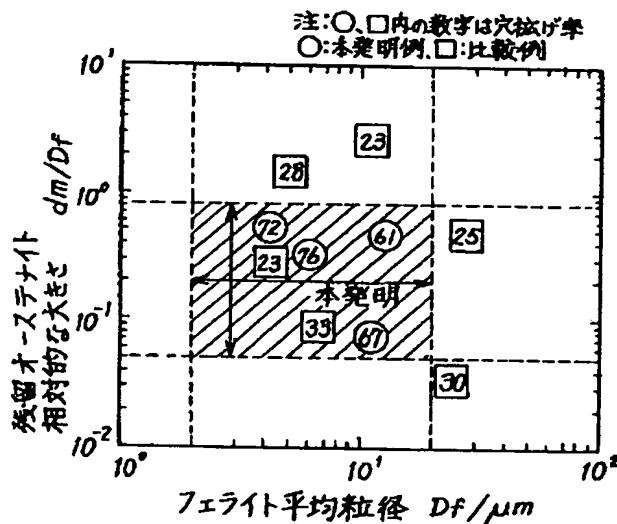
最終頁に続く

(54)【発明の名称】バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】バーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】C : 0.01~0.3%、Si : 0.0
1~2%、Mn : 0.05~3%、P : ≤0.1%、
S : ≤0.01%、Al : 0.005~1%を含む鋼であって、ミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とするバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板、および上記成分の鋼を、Ar₁変態点温度以上Ar₁変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₁変態点温度以上Ar₁変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20°C/s以上の冷却速度で冷却して、350°C超450°C未満の温度範囲の巻取温度で巻き取ることを特徴とする上記鋼板の製造方法。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%にて、

C : 0. 01~0. 3%,

Si : 0. 01~2%,

Mn : 0. 05~3%,

P : ≤0. 1%,

S : ≤0. 01%,

A1 : 0. 005~1%,

を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0. 05以上0. 8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0. 2%以上3%以下である鋼板を得ることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項2】 前記鋼が、さらに、質量%にて、Cu : 0. 2~2%を含有することを特徴とする、請求項1に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項3】 前記鋼が、さらに、質量%にて、B : 0. 0002~0. 002%を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項4】 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni : 0. 1~1%を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項3のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項5】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ca : 0. 0005~0. 002%,

REM : 0. 0005~0. 02%

の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項4のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項6】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ti : 0. 05~0. 5%,

Nb : 0. 01~0. 5%,

Mo : 0. 05~1%,

V : 0. 02~0. 2%,

Cr : 0. 01~1%,

Zr : 0. 02~0. 2%

の一種または二種以上を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項5のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【請求項7】 請求項1ないし請求項6のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar₁、変態点温度以上Ar₁、変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₁、変態点温度以上Ar₁、変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20

℃/s以上の冷却速度で冷却して、350°C超450°C未満の温度範囲の巻取温度で巻き取り、そのミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0. 05以上0. 8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0. 2%以上3%以下である鋼板を得ることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法。

【請求項8】 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスケーリングを行ない、Ar₁、変態点温度以上Ar₁、変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする請求項7記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、バーリング加工性に優れた引張強度540MPa以上の加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、自動車の足廻り部品やロードホイール等のバーリング加工性や延性と耐久性の両立が求められる素材として好適なバーリング加工性に優れた加工誘起変態型複合組織鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただし、Al合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの鋼に比較して著しく高価であるためその適用は特殊な用途に限られている。従って、より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。

【0003】 このような高強度化の要求に対してこれまで車体重量の1/4程度を占めるホワイトボディーやパネル類に使用される冷延鋼板の分野において強度と深絞り性を兼ね備えた鋼板や焼付け硬化性のある鋼板等の開発が進められ、車体の軽量化に寄与してきた。ところが現在、軽量化の対象は車体重量の約20%を占める構造部材や足廻り部材にシフトしており、これらの部材に用いる高強度熱延鋼板の開発が急務となっている。ただし、高強度化は一般的に成形性（加工性）等の材料特性を劣化させるため、材料特性を劣化させずに如何に高強度化を図るかが高強度鋼板開発の力点になる。特に、構造部材や足廻り部材用鋼板に求められる特性としてはバーリング加工性、延性、疲労耐久性および耐食性等が重要であり高強度とこれら特性を如何に高次元でバランスさせるかが重要である。

【0004】 例えば、ロードホイールディスク用鋼板に求められる特性としてはバーリング加工性と疲労耐久性

が特に重要視されている。これは、ロードホイールディスクの成形工程の中でもハブ穴成形でのバーリング加工（穴抜け加工）が特に厳しく、また、ホイールの部材特性で最も厳しい基準で管理されているのが疲労耐久性であるためである。

【0005】現在、これらロードホイールディスク用高強度熱延鋼板として部材での疲労耐久性を重視して疲労特性に優れる590 MPa級のフェライトーマルテンサイトの複合組織鋼板（いわゆるDual Phase鋼）が用いられているが、これら部材用鋼板に要求される強度レベルは590 MPa級から780 MPa級へとさらなる高強度化へ向かいつつある。一方、高強度化に伴ってバーリング加工性は低下する傾向を示すばかりではなく、複合組織鋼板はその不均一な組織のためにバーリング加工性に関しては不利であると言われている。従って、590 MPa級で問題とはならなかったバーリング加工性が780 MPa級では問題となる可能性がある。

【0006】すなわち、ロードホイール等足廻り部品への高強度鋼板の適用にあたっては疲労耐久性や延性に加えてバーリング加工性も重要な検討課題となる。ところが、疲労耐久性を向上させるためにミクロ組織をフェライトーマルテンサイト等の複合組織とし、かつバーリング加工性にも優れる高強度鋼板について記述した発明は一部の例外を除いてほとんど見受けられないのが現状である。例えば、特開平5-179396号公報にはミクロ組織をフェライトとマルテンサイトまたは残留オーステナイトとして疲労耐久性を確保し、フェライトをTiCやNbCの析出物で強化することでフェライト粒とマルテンサイト相との強度差を小さくし、フェライト粒への局所的な変形の集中を抑制して穴抜け性（バーリング加工性）を確保する技術が開示されている。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、ロードホイールのディスク等一部の部品用鋼板においては、バーリング加工性や延性等の成形性と疲労耐久性の高いレベルでのバランスが大変に重要であり、上記従来技術では、満足する特性が得られない。また、例え両特性が満足されたとしても安価に安定して製造できる製造方法を提供することが重要であり、上記従来技術では、不十分であると言わざるを得ない。すなわち、上記特開平5-179396号公報はフェライト粒を析出強化するために伸びが十分得られない。また、Ti、Nbの添加は製造コストの増加を招くために好ましくない。そこで、本発明は、上記従来技術の課題を有利に解決できる、疲労特性とバーリング加工性（穴抜け性）に優れた引張強度540 MPa以上の熱延鋼板およびその鋼板を安価に安定して製造できる製造方法を提供することを目的とするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、現在通常

に採用されている連続熱間圧延設備により工業的規模で生産されている熱延鋼板の製造プロセスを念頭において、熱延鋼板のバーリング加工性や延性と疲労特性の両立を達成すべく鋭意研究を重ねた。その結果、ミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト、ペイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることがバーリング加工性向上に非常に有効であることを新たに見出し、本発明をなしたものである。

【0009】すなわち、本発明の要旨は、以下の通りである。

(1) 質量%にて、C:0.01~0.3%、Si:0.01~2%、Mn:0.05~3%、P: \leq 0.1%、S: \leq 0.01%、Al:0.005~1%、を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼であつて、そのミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の

20 残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びペイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0010】(2) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Cu:0.2~2%を含有することを特徴とする、(1)に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

(3) 前記鋼が、さらに、質量%にて、B:0.0002~0.002%を含有することを特徴とする、(1)または(2)に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0011】(4) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni:0.1~1%を含有することを特徴とする、(1)ないし(3)のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

(5) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ca:0.0005~0.002%、REM:0.0005~0.02%の一種または二種を含有することを特徴とする、

(1)ないし(4)のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0012】(6) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ti:0.05~0.5%、Nb:0.01~0.5%、Mo:0.05~1%、V:0.02~0.2%、Cr:0.01~1%、Zr:0.02~0.2%の一種または二種以上を含有することを特徴とする、(1)ないし(5)のいずれか1項に記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板。

【0013】(7) (1)ないし(6)のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar₁変態点温度以上Ar₁、変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₁変態点温度以上Ar₁、変態点温度以下の温度域で1~20秒間滞留し、その後、20°C/s以上の冷却速度で冷却して、350°C超450°C未満の温度範囲の巻取温度で巻き取り、そのミクロ組織が、体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下である鋼板を得ることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法。

(8)前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスケーリングを行い、Ar₁変態点温度以上Ar₁、変態点温度+100°C以下で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする(7)記載のバーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板の製造方法にある。

【0014】

【発明の実施の形態】以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。まず、バーリング加工性に及ぼすフェライト平均粒径および残留オーステナイト平均粒径の影響を調査した。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.07%C-1.6%Si-2.0%Mn-0.01%P-0.001%S-0.03%Alに成分調整し溶製した鉄片をAr₁変態点温度以上のいずれかの温度で熱間仕上圧延を終了して後、Ar₁変態点温度以上Ar₁、変態点温度以下のいずれかの温度域で1~15秒間滞留し、その後、20°C/s以上の冷却速度で冷却して、550°C~常温で巻き取った。

【0015】これらの鋼板について穴抜け試験を行った結果をフェライト平均粒径および残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさについて整理したものを図1に示す。この結果より、フェライト平均粒径D_fおよび残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさ(残留オーステナイト平均粒径d_mをフェライト平均粒径D_fで除した値)と穴抜け値には強い相関があり、フェライト平均粒径D_fおよび残留オーステナイト粒径d_mのフェライト粒径D_fに対する相対的な大きさがそれぞれ2μm以上20μm以下および0.05以上0.8以下で穴抜け値が著しく向上することを新規に知見した。

【0016】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさが大きすぎると残留オーステナイトと母相の界面にボイドが生じやすく穴抜けの際にクラックの起点となり、小さすぎると穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、最適なサイズと間隔において穴抜け

率が向上すると推測される。また、フェライト平均粒径が小さすぎると降伏応力が上昇し打抜き穴の破断面の面積が大きくなり、打抜き面の粗度が上昇し穴抜け値が低下する恐れがあり、大きすぎるとミクロ組織の均一性が失われ穴抜け率と相関がある局部延性が低下するためと考えられる。なお、フェライト平均粒径の測定法はJIS G 0552鋼のフェライト結晶粒度試験法に記載の切断法に準じた。また、残留オーステナイト平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。

【0017】次に、本試験の結果において図1に示すようにフェライト平均粒径D_fが2μm以上20μm以下で残留オーステナイト粒径d_mのフェライト粒径D_fに対する相対的な大きさが0.05以上0.8以下を満たしても穴抜け値が低いものが認められたので、さらに、穴抜け値に及ぼす残留オーステナイトの炭素濃度の影響を調査した。上記鋼板について穴抜け値を残留オーステナイトの炭素濃度で整理したものを図2に示す。この結果より、残留オーステナイトの炭素濃度と穴抜け値には強い相関があり、フェライト平均粒径D_fが2μm以上20μm以下で残留オーステナイト粒径d_mのフェライト粒径D_fに対する相対的な大きさが0.05以上0.8以下を満たし、更に残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下で穴抜け値が著しく向上することを新規に知見した。

【0018】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、残留オーステナイトの炭素濃度が高すぎると残留オーステナイトもしくは加工誘起変態後のマルテンサイトと母相との強度差が大きくなり、打ち抜き時にその界面にボイドが生じやすく、穴抜けの際にクラックの起点となる。一方、残留オーステナイトの炭素濃度が低すぎると必然的にフェライト相の炭素濃度が上昇するために、延性が低下し穴抜け率と相関がある局部延性が低下するため、穴抜け率が低下する。従って最適な残留オーステナイトの炭素濃度において穴抜け率が向上すると推測される。

【0019】ただし、残留オーステナイトの炭素濃度が2.4%超であるとスポット溶接等の溶接不良が著しくなる可能性があるので、残留オーステナイトの炭素濃度は0.2%以上2.4%以下の範囲が更に望ましい。なお、穴抜け性(バーリング加工性)については日本鉄鋼連盟規格JFS T1001-1996記載の穴抜け試験方法に従って穴抜け値にて評価した。

【0020】次に本発明における鋼板のミクロ組織および残留オーステナイトの炭素濃度について詳細に説明する。鋼板のミクロ組織は、疲労特性や延性とバーリング加工性(穴抜け性)を両立させるために体積分率5%以上25%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト及びベイナイトからなる複合組織とした。ただし、不可避的なパーライト、マルテンサイトを含むこ

とを許容するものである。なお、良好な疲労特性を確保するためには、パーライトの体積分率は5%以下が望ましい。さらに、良好な延性を得るためにフェライトの体積分率は40%以上が望ましく、マルテンサイトの体積分率は5%未満が望ましい。

【0021】ここで、残留オーステナイト、フェライト、ペイナイト、パーライト及びマルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の1/4Wもしくは3/4W位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタール試薬および特開平5-163590号公報で開示されている試薬を用いてエッティングし、光学顕微鏡を用い200~500倍の倍率で観察された板厚の1/4tにおけるミクロ組織の面積分率で定義される。

【0022】一方、オーステナイトはフェライトと結晶構造が違うため結晶学的に容易に識別できる。従って、残留オーステナイトの体積分率はX線回折法によつても実験的に求めることができる。すなわち、MoのK α 線を用いてオーステナイトとフェライトとの反射面強度の違いより次式を用いてその体積分率を簡便に求める方法である。

$$V\gamma = (2/3) \{ 100 / (0.7 \times \alpha(211) / \gamma(220) + 1) \} + (1/3) \{ 100 / (0.78 \times \alpha(211) / \gamma(311) + 1) \}$$

ただし、 $\alpha(211)$ 、 $\gamma(220)$ および $\gamma(311)$ は、それぞれフェライト(α)オーステナイト(γ)のX線反射面強度である。残留オーステナイトの体積分率は光学顕微鏡観察およびX線回折法のいずれの方法を用いてもほぼ一致した値が得られたので、いずれの測定値を用いても差し支えない。

【0023】また、残留オーステナイトの炭素濃度はX線回折法やメスバウア一分光法により実験的に求めることができる。例えば、X線回折法では進入型固溶元素であるCがオーステナイトの結晶格子に配位するために起こる格子定数の変化と炭素濃度との関係より残留オーステナイトの炭素濃度が測定可能である。すなわち、格子定数の測定はCo、Cu、FeのK α 線を用いて、オーステナイトの(002)、(022)、(113)、(222)面の反射角度を測定し、文献(「X線回折概論」: B. D. Cullity著(松村源太郎訳)、株式会社アグネ)記載の反射角度から格子定数を計算する方法にて得ることができる。

【0024】ここで、 $\cos^2 \theta$ (ただし、 θ は反射角度)と格子定数aには直線関係があることから、真の格子定数a₀は、この直線を $\cos^2 \theta = 0$ に外挿して得られる。さらに、この真の格子定数a₀の値から、オーステナイトの格子定数とオーステナイト中の炭素濃度との関係、例えば文献(R. C. Ruhl and M. C. Cohen, Transaction of the Metallurgical Society of AIME, vol 245 (1969) pp 241)記載

の $a_0 = 3.572 + 0.033\%C$ (炭素濃度)を用いて得ることができる。

【0025】統いて、本発明の化学成分の限定理由について説明する。Cは、所望のミクロ組織を得るのに必要な元素である。ただし、0.3%超含有していると加工性が劣化するので、0.3%以下とする。また、0.2%超含有すると溶接性が劣化するので0.2%以下が望ましい。一方、0.01%未満であると強度が低下するので0.01%以上とする。また、良好な延性を得るために十分な残留オーステナイト量を安定的に得るために0.05%以上が望ましい。

【0026】Siは、所望のミクロ組織を得るのに必要であるとともに固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためにには、0.01%以上含有する必要がある。しかし、2%超含有すると加工性が劣化する。そこで、Siの含有量は0.01%以上、2%以下とする。Mnは、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためにには、0.05%以上必要である。また、Mnはオーステナイト安定化元素であり、良好な延性を得るために十分な残留オーステナイト量を安定的に得るためにその添加量は0.05%以上が望ましい。一方、3%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3%以下とする。

【0027】Pは、不純物であり低いほど好ましく、0.1%超含有すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすとともに疲労特性も低下させるので、0.1%以下とする。Sは、不純物であり低いほど好ましく、多すぎると局部延性やバーリング加工性を劣化させるA系介在物を生成するので極力低減させるべきであるが、0.01%以下ならば許容できる範囲である。Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を1.0%とする。また、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるので好ましくは0.5%以下とする。

【0028】Cuは、固溶状態で疲労特性を改善する効果があるので必要に応じ添加する。ただし、0.2%未満では、その効果は少なく、2%を超えて含有しても効果が飽和する。そこで、Cuの含有量は0.2~2%の範囲とする。Bは、Cuと複合添加されることによって疲労限を上昇させる効果があるので必要に応じ添加する。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.002%超添加するとスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は、0.0002%以上、0.002%以下とする。

【0029】Niは、Cu含有による熱間脆性防止のために必要に応じ添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1%とする。CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただ

し、0.0005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.002%超、REMならば0.02%超添加してもその効果が飽和するのでCa:0.0005~0.002%、REM:0.0005~0.02%添加することが望ましい。

【0030】さらに、強度を付与するために、Ti、Nb、Mo、V、Cr、Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ、0.05%、0.01%、0.05%、0.02%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ、0.5%、0.5%、1%、0.2%、1%、0.2%を超えて添加してもその効果は飽和する。なお、Snを添加しても本発明の効果を得ることができ、その含有量は特に定める必要はないが熱間圧延時に疵が発生する恐れがあるので0.05%以下が望ましい。

【0031】次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。本発明では、目的の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1400°C以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1400°C未満が望ましい。また、1000°C未満の加熱はスケジュール上操業効率を著しく損なうため、再加熱温度は1000°C以上が望ましい。

【0032】熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、最終バス温度(FT)をAr₁変態点温度以上Ar₁、変態点温度+100°C以下の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度がAr₁変態点温度を下回るとひずみが残留して延性が低下してしまい加工性が劣化し、仕上げ温度がAr₁変態点温度+100°C超では仕上げ圧延後のオーステナイト粒径が大きくなってしまうために後の冷却工程において行う二相域でフェライト変態の促進が不十分になり、目的とするミクロ組織が得られない。従って仕上げ温度はAr₁変態点温度以上Ar₁、変態点温度+100°C以下とする。ここで、粗圧延終了後に高压デスケーリングを行う場合は、鋼板表面での高压水の衝突圧P(MPa)×流量L(リットル/cm³)≥0.0025の条件を満たすことが望ましい。

【0033】鋼板表面での高压水の衝突圧Pは以下のように記述される。(「鉄と鋼」1991 vol. 77 No. 9 p 1450参照)

$$P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V / H^2$$

ただし、

P₀(MPa) : 液圧力

V(リットル/m²) : ノズル流液量

H(cm) : 鋼板表面とノズル間の距離

流量Lは以下のように記述される。

$$L(\text{リットル}/\text{cm}^3) = V / (W \times v)$$

【0034】ただし、

V(リットル/m²) : ノズル流液量

W(cm) : ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v(cm/min) : 通板速度

衝突圧P×流量Lの上限は本発明の効果を得るために特に定める必要はないが、ノズル流液量を増加させるとノズルの摩耗が激しくなる等の不都合が生じるため、0.02以下とすることが望ましい。

【0035】さらに、仕上げ圧延後の鋼板の最大高さRyが15μm(15μm Ry, 12.5mm, 1n1 2.5mm)以下であることが望ましい。これは、例えば金属材料疲労設計便覧、日本材料学会編、84ページに記載されている通り熱延または酸洗ままの鋼板の疲労強度は鋼板表面の最大高さRyと相関があることから明らかである。また、その後の仕上げ圧延はデスケーリング後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために5秒以内に行うのが望ましい。

【0036】仕上圧延を終了した後の工程は、まず、Ar₁変態点からAr₁変態点までの温度域(フェライトとオーステナイトの二相域)で1~20秒間滞留する。ここで滞留は、二相域でフェライト変態を促進させるために行うが、1秒未満では、二相域におけるフェライト変態が不十分なため、十分な延性が得られない。一方、20秒超では、パーライトが生成し、目的とするミクロ組織が得られない。また、1~20秒間の滞留をさせる温度域はフェライト変態を容易に促進させるためAr₁変態点以上800°C以下が望ましく、そのためには、仕上げ圧延終了後20°C/s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達することが望ましい。

【0037】さらに、1~20秒間の滞留時間は生産性を極端に低下させないためには1~10秒間とすることが望ましい。また、これらの条件を満たすためには、仕上げ圧延終了後20°C/s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが必要である。冷却速度の上限は特に定めないが、冷却設備の能力上300°C/s以下が妥当な冷却速度である。さらに、あまりにもこの冷却速度が早いと冷却終了温度を制御できずオーバーシュートしてAr₁変態点以下まで過冷却されてしまう可能性があるのでここでの冷却速度は150°C/s以下が望ましい。

【0038】次に、その温度域から巻取温度(CT)までは20°C/s以上の冷却速度で冷却するが、20°C/s未満の冷却速度では、パーライトもしくは炭化物を多く含むベイナイトが生成してしまい十分な残留オーステナイトが得られず目的とするミクロ組織が得られない。巻取温度までの冷却速度の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、熱ひずみによる板そ

りが懸念されることから、300°C/s以下とすることが望ましい。

【0039】次に、巻取温度は450°C以上では、炭化物を多く含むベイナイトが生成して十分な残留オーステナイトが得られず目的とするミクロ組織が得られないため、巻取温度は、450°C未満と限定する。また、巻取温度が350°C以下では、マルテンサイトが多量に生成して十分な残留オーステナイトが得られず目的とするミクロ組織が得られないため、巻取温度は、350°C超と限定する。熱間圧延工程終了後は必要に応じて酸洗し、その後インラインまたはオフラインで圧下率10%以下のスキンバスまたは圧下率40%程度までの冷間圧延を施しても構わない。

10

【0040】

【実施例】以下に、実施例により本発明をさらに説明する。表1に示す化学成分を有するA～Oの鋼は、転炉にて溶製して、連続铸造後、表2に示す加熱温度(SRT)で再加熱し、粗圧延後に同じく表2に示す仕上げ圧延温度(FT)で1.2～5.4mmの板厚に圧延した後、表2に示す巻取温度(CT)でそれぞれ巻き取った。なお一部については粗圧延後に衝突圧2.7MPa、流量0.001リットル/cm³の条件で高圧デスケーリングを行った。ただし、表中の化学組成についての表示は質量%である。

【0041】

【表1】

表1

No	鋼種	化 学 组 成							備考
		C	Si	Mn	P	S	A1	その他	
1	A	0.100	1.360	1.32	0.008	0.0008	0.052		発明鋼
2	B	<u>0.003</u>	0.120	0.24	0.080	0.0008	0.019		比較鋼
3	C	0.090	<u>0.007</u>	1.35	0.010	0.0007	0.030		比較鋼
4	D	0.120	1.400	<u>0.02</u>	0.007	0.0008	0.051		比較鋼
5	E	0.150	1.320	1.48	0.010	0.0010	0.036	Cu:0.58, Ni:0.23, B:0.0002	発明鋼
6	F	0.168	1.350	1.60	<u>0.150</u>	0.0010	0.041		比較鋼
7	G	0.170	1.300	1.55	0.008	<u>0.0300</u>	0.035		比較鋼
8	H	<u>0.310</u>	1.350	1.30	0.012	0.0011	0.041		比較鋼
9	I	0.148	1.330	1.65	0.011	0.0006	0.032	Ca:0.0009	発明鋼
10	J	0.155	1.310	1.60	0.010	0.0007	0.030	Ti:0.07	発明鋼
11	K	0.171	1.790	1.75	0.008	0.0008	0.040	Nb:0.03	発明鋼
12	L	0.168	1.300	1.55	<u>0.007</u>	0.0007	0.041	Mo:0.61	発明鋼
13	M	0.095	1.400	1.35	0.013	0.0007	0.044	V:0.07	発明鋼
14	N	0.110	1.350	1.40	0.007	0.0008	0.021	Cr:0.12	発明鋼
15	O	0.100	1.330	1.44	0.011	0.0012	0.026	Zr:0.05, REM:0.0004	発明鋼

注) アンダーラインは本発明外の条件

【0042】このようにして得られた熱延板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。表2にその試験結果を示す。表2のミクロ組織中、「その他」はパーライトまたはマルテンサイトであった。ここで、残留オーステナイト、フェライト、ベイナイト、パーライト及びマルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の1/4Wもしくは3/4W位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタール試薬および特開平5-163590号公報で開示されている試薬を用いてエッティングし、光学顕微鏡を用い200～500倍の倍率で観察された板厚の1/4tにおけるミクロ組織の面積分率である。ただし、一部は前述のX線回折法にて得られた値も含まれている。なお、フェライト平均粒径の測定法はJIS G 0552鋼のフェライト結晶粒度試験法に記載の切断法に準じ、残留オーステ

ナイト平均粒径については平均円相当径と定義し、画像処理装置等より得られる値を採用した。

【0043】また、残留オーステナイトの炭素濃度はX線回折法より実験的に求めた。格子定数の測定はCo、Cu、FeのK α 線を用いて、オーステナイトの(002)、(022)、(113)、(222)面の反射角度を測定し、文献(「X線回折概論」：B. D. Cullity著(松村源太郎訳)、株式会社アグネ)記載の反射角度から格子定数を計算する方法にて得ることができる。ここで、 $\cos^2\theta$ (ただし、 θ は反射角度)と格子定数aには直線関係があることから、真の格子定数a₀は、この直線を $\cos^2\theta = 0$ に外挿して得られる。

【0044】さらに、この真のオーステナイトの格子定数a₀の値から、オーステナイトの炭素濃度は、例えば文献(R. C. Ruhl and M. Cohen, Transaction of the Metallu

50

rgical Society of AIME, vol 1 245 (1969) pp 241) 記載のオーステナイト格子定数 a_0 とオーステナイト炭素濃度の関係を示した式である $a_0 = 3.572 + 0.033\%C$ (炭素濃度) を用いて得た値とした。ただし、測定した残留オーステナイト粒は 5 個以上であり炭素濃度はその平均値とした。

【0045】さらに、図 3 に示すような長さ 98 mm、幅 38 mm、最小断面部の幅が 20 mm、切り欠きの曲率半径が 30 mm である平面曲げ疲労試験片にて、完全 10

両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 10×10^7 回での疲労限 σ_u を鋼板の引張り強さ σ_s で除した値 (疲労限度比 σ_u / σ_s) で評価した。ただし、疲労試験片の表面は研削など一切行わず酸洗ままの表面とした。一方、バーリング加工性 (穴抜け性) については日本鉄鋼連盟規格 JFS T 1001-1996 記載の穴抜け試験方法に従って穴抜け値にて評価した。

【0046】

【表 2】

表2

No	製造条件						ミクロ組織										機械的性質						参考
	SRT (℃)	RT (℃)	MT (℃)	Temp (℃)	CR (%)	CT (%)	フェライト(%)	ペイナイト(%)	オーステナイト(%)	Cr (%)	Si (%)	Al (%)	d' (μm)	d' (μm)	Gv (GPa)	GB (GPa)	BU (GPa)	R×E (GPa·%)	λ (%)	σY/σ (GPa)	σS/σ (GPa)		
1 A-1	1200	850	680	8	90	80	5	10	0	0.94	15	0.20	438	817	37	22823	82	325	53	発明例			
2 A-2	1200	740	680	8	90	80	5	10	0	0.71	9	0.23	555	631	25	15775	42	320	51	比較例			
3 A-3	1200	820	680	8	90	80	5	0	0	—	5	—	491	622	25	15550	70	320	48	比較例			
4 A-4	1200	850	640	8	80	80	5	0	0	—	5	—	620	703	21	14763	85	320	43	比較例			
5 A-5	1200	850	720	8	90	80	5	0	10	—	11	—	490	620	21	18020	36	280	45	比較例			
6 A-6	1200	850	—	0	90	80	5	0	0	—	6	—	505	644	23	14812	78	320	47	比較例			
7 A-7	1200	850	680	8	5	80	5	10	0	10	—	15	—	472	588	24	14112	48	280	48	比較例		
8 A-8	1200	850	680	8	90	550	50	20	0	0	—	15	—	477	596	28	15486	80	280	49	比較例		
9 A-9	1200	850	880	8	90	150	5	5	3	7	1.24	13	0.15	435	650	30	18500	78	320	51	比較例		
10 B	1200	900	720	5	90	400	100	0	0	0	—	80	—	134	334	43	14362	121	150	45	比較例		
11 C	1150	810	620	8	90	400	40	0	0	0	—	15	—	408	526	28	15254	42	245	47	比較例		
12 D	1150	830	650	8	80	400	10	17	3	0	0.88	18	0.11	421	544	27	14688	38	250	48	比較例		
13 E	1150	820	680	8	90	410	70	15	0	1.12	7	0.57	583	789	30	23870	61	440	58	発明例			
14 F	1150	820	630	8	90	410	72	18	10	0	0.69	8	0.33	582	822	28	23016	28	380	48	比較例		
15 G	1150	820	630	8	80	410	68	19	16	0	0.78	9	0.36	813	815	23	18745	22	370	56	比較例		
16 H	1150	800	620	8	90	410	55	15	20	0	1.02	8	0.51	854	1073	11	11833	18	450	42	比較例		
17 I	1150	820	630	8	80	410	68	18	16	0	0.91	11	0.17	548	769	31	23839	70	385	50	発明例		
18 J	1150	820	630	8	90	410	71	14	15	0	1.02	9	0.21	560	766	30	23580	66	380	50	発明例		
19 K	1150	820	630	8	90	410	70	15	15	0	1.13	8	0.24	620	826	28	23128	62	425	51	発明例		
20 L	1150	820	630	8	90	410	72	15	13	0	1.29	10	0.18	584	811	28	22708	80	420	52	発明例		
21 M	1200	850	650	5	55	380	55	7	8	0	1.18	13	0.20	448	607	38	21852	78	320	53	発明例		
22 N	1200	850	650	5	55	380	63	6	11	0	1.01	12	0.24	450	641	35	22355	75	340	53	発明例		
23 O	1200	850	650	5	55	380	88	7	10	0	1.02	18	0.17	447	821	34	21114	88	330	53	発明例		

注)アンダーラインは本発明外の条件

【0047】本発明に沿うものは、鋼A-1、E、I、J、K、L、M、N、Oの9鋼であり、所定の量の鋼成分为含有し、そのミクロ組織が、体積分率5%以上2.5%以下の残留オーステナイトを含み、残部が主にフェライト、ペイナイトからなる複合組織であり、フェライト平均粒径が2μm以上20μm以下、残留オーステナイ

ト平均粒径をフェライト平均粒径で除した値が0.05以上0.8以下且つ、残留オーステナイトの炭素濃度が0.2%以上3%以下であることを特徴とする、バーリング加工性に優れる加工誘起変態型複合組織鋼板が得られている。

【0048】上記以外の鋼は、以下の理由によって本發

明の範囲外である。すなわち、鋼A-2は、仕上圧延終了温度(F T)が本発明の範囲より低く、ひずみが残留して強度一延性バランス(T S × E 1)が低く、穴抜け値(λ)も低い。鋼A-3は、仕上圧延終了温度(F T)が本発明の範囲より高く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低く、疲労限度比(σ_u/σ_s)も低い。鋼A-4は、滞留温度(M T)が本発明の範囲より低く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低く、疲労限度比(σ_u/σ_s)も低い。

【0049】鋼A-5は、滞留温度(M T)が本発明の範囲より高く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低く、疲労限度比(σ_u/σ_s)も低い。鋼A-6は、滞留時間(M T)がなく、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低く、疲労限度比(σ_u/σ_s)も低い。また十分な穴抜け値(λ)も得られていない。鋼A-7は、滞留後の冷却速度(C R)が本発明の範囲より遅く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低く、疲労限度比(σ_u/σ_s)も低い。また十分な穴抜け値(λ)も得られていない。

【0050】鋼A-8は、巻取温度(C T)が本発明の範囲より高く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低い。鋼A-9は、巻取温度(C T)が本発明の範囲より低く、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低い。鋼Bは、Cの含有量が本発明の範囲外であるので、目的とするミクロ組織が得られ

10

20

30

ず十分な強度(T S)および疲労限度比(σ_u/σ_s)が得られていない。鋼Cは、Siの含有量が本発明の範囲外であるので十分な強度(T S)および疲労限度比(σ_u/σ_s)が得られていない。

【0051】鋼Dは、Mnの含有量が本発明の範囲外であり、目的とするミクロ組織が得られていないため強度一延性バランス(T S × E 1)が低く、疲労限度比(σ_u/σ_s)も低い。鋼Fは、Pの含有量が本発明の範囲外であるので十分な疲労限度比(σ_u/σ_s)が得られていない。

【0052】鋼Gは、Sの含有量が本発明の範囲外であるので十分な穴抜け値(λ)および疲労限度比(σ_u/σ_s)が得られていない。鋼Hは、Cの含有量が本発明の範囲外であるので十分な伸び(E 1)、穴抜け値(λ)および疲労限度比(σ_u/σ_s)が得られていない。

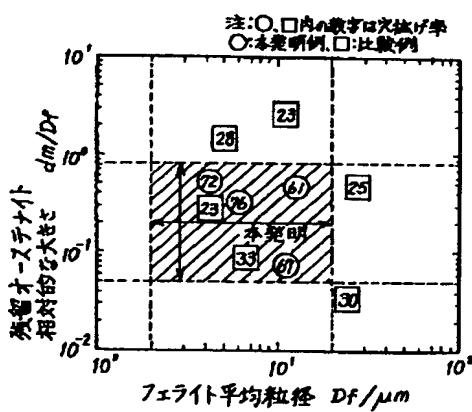
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に至る予備実験の結果を、フェライト平均粒径、残留オーステナイト粒径のフェライト粒径に対する相対的な大きさと穴抜け値の関係で示す図である。

【図2】本発明に至る予備実験の結果を、残留オーステナイトの炭素濃度と穴抜け値の関係で示す図である。

【図3】疲労試験片の形状を説明する図である。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 岡田 浩幸

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08
AA11 AA14 AA15 AA16 AA17
AA19 AA22 AA23 AA27 AA29
AA31 AA32 AA35 AA36 AA39
AA40 BA01 CA02 CC03 CD03
CE01
4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA28 EA31 EA32 EA35 EA36
EB06 EB07 EB08 EB09 EB11
FA02 FC03 FC04 FC07 FD03
FD04 FD08 FE01 FE06 FF01
JA06 JA07

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.